第 51 卷 第 4 期 金属学报 Vol.51 No.4
2015 年 4 月 第458-464页 ACTA METALLURGICA SINICA Apr. 2015 pp.458-464

高钨K416B铸造镍基合金高温蠕变期间碳化物演化行为*

谢 君 于金江 孙晓峰 金 涛 孙 元

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要 通过蠕变性能测试和组织形貌观察, 研究了高钨K416B镍基合金高温蠕变期间析出相的演化行为. 结果表明, 铸态合金中γ'相的尺寸不均匀, 条状*MC*碳化物在枝晶间区域呈汉字型分布; 在施加应力的高温蠕变期间, 细小M_6C碳化物可在形变基体中不连续析出, 热力学分析认为: 在应力诱导作用下, 元素C偏聚在应力集中处, 与W等碳化物形成元素结合, 促使细小M_6C相自基体中析出; 同时, 条状*MC*碳化物表面形成沟槽, 并逐渐分解蜕变成粒状M_6C相, 其中, 在条状*MC*相表面形成的附加应力是促使*MC*相不断溶解和发生球化的主要原因.

关键词 K416B镍基合金, 蠕变, 碳化物演化, 热力学分析

中图法分类号 TG132.3 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)04-0458-07

CARBIDE EVOLUTION BEHAVIOR OF K416B AS-CAST Ni-BASED SUPERALLOY WITH HIGH W CONTENT DURING HIGH TEMPERATURE CREEP

XIE Jun, YU Jinjiang, SUN Xiaofeng, JIN Tao, SUN Yuan

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

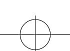
Correspondent: YU Jinjiang, professor, Tel: (024)23971713, E-mail: jjyu@imr.ac.cn

Supported by National Basic Research Program of China (Nos.2010CB631200 and 2010CB631206) and National Natural Science Foundation of China (No.50931004)

Manuscript received 2014-10-08, in revised form 2014-12-22

ABSTRACT As-cast Ni-based superalloys with high W content are used extensively in the turbine vane of aero-engine due to their good heat resistance and temperature capability. During high temperature service, the creep deformations and microstructure evolution are occurred in the using materials, and the creep behavior mainly depends on their chemical composition and microstructure, such as size, distribution and morphology of γ' phase and carbides. Thereinto, the mophologies of carbide phases are closely related to creep resistance of the alloy. Generally, the carbide particles displaying dispersive distribution may enhance the creep resistance of the alloy, while the carbide with continuous morphologies distributed in the boundaries, they may provide easy paths for crack propagation and degrade the mechanical properties of the alloy. Besides the creep life of the alloy also depends on the microstructure evolution under high temperature. But the evolution mechanism of carbides in K416B superalloy during creep is still unclear up to now. For this reason, by means of creep property measurement and microstructure observation, the evolution behavior of precipitates in K416B Ni-based superalloy with high W content during high temperature creep has been investigated. The results show that the size of γ' phase is inhomogeneous in the as-cast alloy, and the stripe *MC*-carbide distribute in the inter-dendrite regions displaying Chinese structures. During high temperature creep applied stress, fine M_6C carbide discontinuously precipitate in the deformed γ matrix. The ther-

* 国家重点基础研究发展计划项目2010CB631200和2010CB631206, 以及国家自然科学基金项目50931004资助
收到初稿日期: 2014-10-08, 收到修改稿日期: 2014-12-22
作者简介: 谢 君, 男, 1986年生, 博士
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00543



modynamics analysis indicates that the carbon element segregates in the regions of stress concentration and combines with carbide-forming elements W *etc*, which promoted the fine M_6C carbide to precipitate from the γ matrix. At the same time, the grooves are formed on the surface of stripe *MC* carbide, and then gradually decomposed and transformed into M_6C particles. Thereinto, the additional press formed in the surface of stripe *MC* carbide is the main factor to promote the *MC* phase continuous dissolution and spheroidizing.

KEY WORDS K416B Ni-based superalloy, creep, carbide evolution, thermodynamics analysis

由于高钨镍基铸造高温合金具有较好的抗氧化性和承温能力, 被认为是制造航空发动机涡轮导向叶片的重要材料之一[1~3]. 而K416B镍基高温合金中W含量高达16.3% (质量分数), 具有良好的热疲劳性能, 是目前承温能力较高的等轴晶铸造高温合金之一[4]. W是镍基高温合金中的重要固溶元素, 在γ和γ'两相中的分配比约为1∶1, 可同时强化γ和γ'两相强度, 提高合金蠕变强度[5~7]. 同时, W也是形成碳化物的主要元素, 在凝固期间可形成不同类型和形态的碳化物[8,9], 直接影响合金的力学性能. 对高钨M963合金的研究[10,11]表明, 随着熔体处理温度的升高, 合金中的碳化物形态发生如下转变: 块状→汉字型→颗粒状, 且碳化物的分布更加均匀, 可提高合金的持久性能. 在高温热暴露期间, Ni-Cr-W合金中的碳化物可发生分解反应($M_6C \rightarrow M_{23}C_6 + M$ (W, Ni, Cr, Mo)), 并有$M_{23}C_6$碳化物沿晶界处析出, 同时与基体保持一定的取向关系: $(100)_{M_{23}C_6}//(100)_{matrix}$ [12,13]. 此外, 相关研究[14~16]表明, 经长期时效后, 铸造镍基合金中的碳化物可发生如下转变: $MC+\gamma \rightarrow \eta + M_{23}C_6$ (M_6C), 且随着时效温度的升高和时间的延长, 析出二次$M_{23}C_6$ (M_6C)碳化物的数量增加.

镍基高温合金在高温服役期间, 伴随着合金的组织演化, 主要包括γ'相的粗化和筏化, 碳化物的蜕变(如$MC \rightarrow M_{23}C_6$或M_6C)和强化相(γ'相和碳化物)的二次析出[17,18], 同时, 合金服役期间的组织演化与合金的使用寿命密切相关. 因此, 研究合金高温蠕变期间的组织演化及相关机理, 对预测合金使用寿命具有重要意义[19]. 对于高钨K416B合金, 其组织主要由γ相、γ'相和碳化物构成, 在高温蠕变期间, 不可避免地发生蠕变现象, 并伴随着析出相的转变, 但有关高钨合金在高温蠕变期间的碳化物演化机理并不清楚.

本工作对高钨K416B合金进行蠕变性能测试, 采用扫描电镜和透射电镜进行组织形貌观察, 研究合金在高温蠕变期间的析出相演化机理, 试图为合金的开发与应用提供理论依据.

1　实验方法

采用10 kg真空感应熔炼炉对K416B母合金锭进行重熔, 浇注成等轴晶试棒, 合金的名义成分(质量分数, %)为C 0.13, Cr 4.90, Co 6.82, Nb 2.06, Al 5.75, W 16.3, Ti 1.00, Hf 1.00, Ni 余量. 合金试棒经机械加工成工作段标距为25 mm, 直径为5 mm的圆柱试样. 将合金试样置于F-25型蠕变/持久试验机中, 在1000 ℃施加150 MPa应力条件下进行不同时间的蠕变测试.

对蠕变不同时间的合金试样进行研磨抛光, 采用20 mL HCl+5 g $CuSO_4$+25 mL H_2O的腐蚀剂进行化学蚀刻, 在S-3400N型扫描电镜(SEM)下进行组织形貌观察, 并对合金中的析出相进行能谱(EDS)分析. 采用线切割将蠕变不同时间的合金切取成0.5 mm的薄片, 经双面机械研磨至50 μm, 冲孔成直径3 mm的圆片, 随后采用双喷电解减薄的方法在−25 ℃制取透射电镜样品, 双喷液为10%高氯酸酒精溶液; 随后采用TECNAI-20型透射电镜(TEM)对蠕变断裂合金进行组织形貌观察.

2　实验结果

在1000 ℃施加150 MPa应力条件下, K416B合金的蠕变曲线如图1所示. 可以看出, 合金在蠕变期间具有较低的稳态应变速率, 约为0.00716 %/h, 其稳态持续时间约为120 h, 蠕变寿命长达154 h, 合金的断后延伸率为4.7%.

铸态K416B合金的组织形貌如图2所示. 可以看出, K416B合金中γ'相尺寸不均匀, 其中, 枝晶间

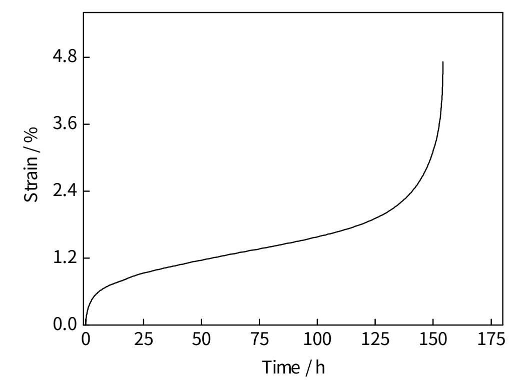


图1 K416B合金在1000 ℃施加150 MPa应力下的蠕变曲线

Fig.1 Creep curve of K416B superalloy under applied stress of 150 MPa at 1000 ℃

处γ′相尺寸较大, 为1~2 μm, 并呈不规则分布, 如图2a中右上方所示; 与之相比, 枝晶干中γ′相尺寸较小, 为0.3~0.6 μm, 如图2a中左下方所示. 图2b为铸态合金中碳化物的析出形态, 可清晰观察到, *M*C型条状碳化物表面具有平直特征, 且在枝晶间区域呈"汉字"型分布.

在1000 ℃施加150 MPa应力条件下, 合金蠕变不同时间后的组织形貌如图3所示. 其中, 蠕变5, 50和154 h分别对应蠕变第一阶段、第二阶段和第三阶段. 当合金蠕变5 h后, 合金中枝晶间的γ′相略有粗化, 且变形程度较小, 仅有少量白色颗粒相析出(图3a); 随着蠕变50 h后, 可清晰观察到合金中γ′相粗化程度增加, 并形成筏状组织, 且细小白色颗粒相的析出数量增多(图3b); 合金蠕变断裂后的组织形貌如图3c所示, 可以看出, 合金中γ′相的筏状组织发生扭曲, 呈不规则分布, 且细小白色颗粒相的数量进一步增加. 经EDS分析表明, 该细小颗粒相富含W, Cr和C等元素. 可见, 随着蠕变进行, 合金中γ′相发生粗化, 同时, 与铸态合金组织(图2a)相比, 有较多细小白色颗粒相在形变基体中弥散析出.

在1000 ℃施加150 MPa应力条件下, 合金中枝晶间区域的长条状碳化物在蠕变期间的演化形貌如图4所示. 经蠕变5 h后, 合金中长条状碳化物表面形成凹槽, 呈现凹凸不平特征(图4a); 当合金蠕变50 h后, 可清晰观察到长条状碳化物的表面凹槽加深(图4b), 且长条碳化物的局部区域发生熔断形成粒状相; 当合金蠕变断裂后, 合金中长条碳化物被熔断成粒状相, 呈不连续分布(图4c). 表明, 随着高温蠕变进行, 合金中长条状碳化物逐渐被熔断, 形成不连续分布的粒状相.

在1000 ℃施加150 MPa应力条件下的蠕变期间, K416B合金中的长条状碳化物的TEM像如图5

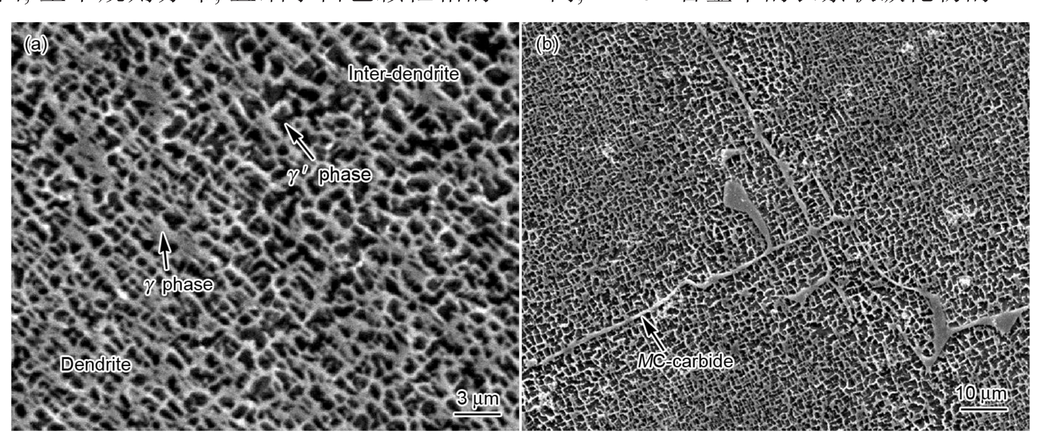


图2 铸态K416B合金的SEM像

Fig.2 SEM images of as-cast K416B superalloy

(a) γ′ phase in the dendrite and inter-dendrite (b) carbide in the inter-dendrite

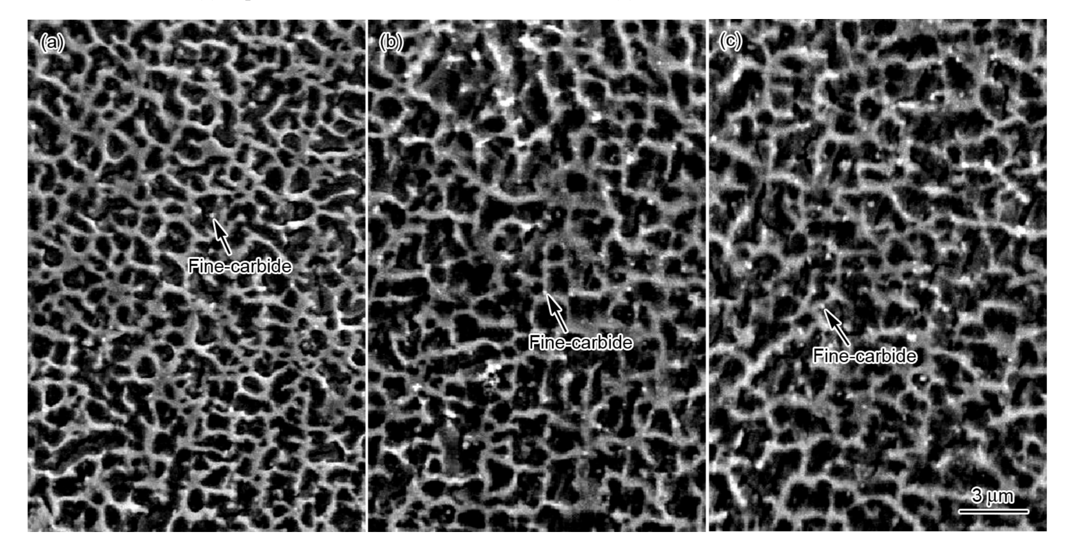


图3 在1000 ℃施加150 MPa应力下, K416B合金蠕变不同时间后的SEM像

Fig.3 SEM images of K416B superalloy after creep for 5 h (a), 50 h (b) and 154 h (c) under applied stress of 150 MPa at 1000 ℃

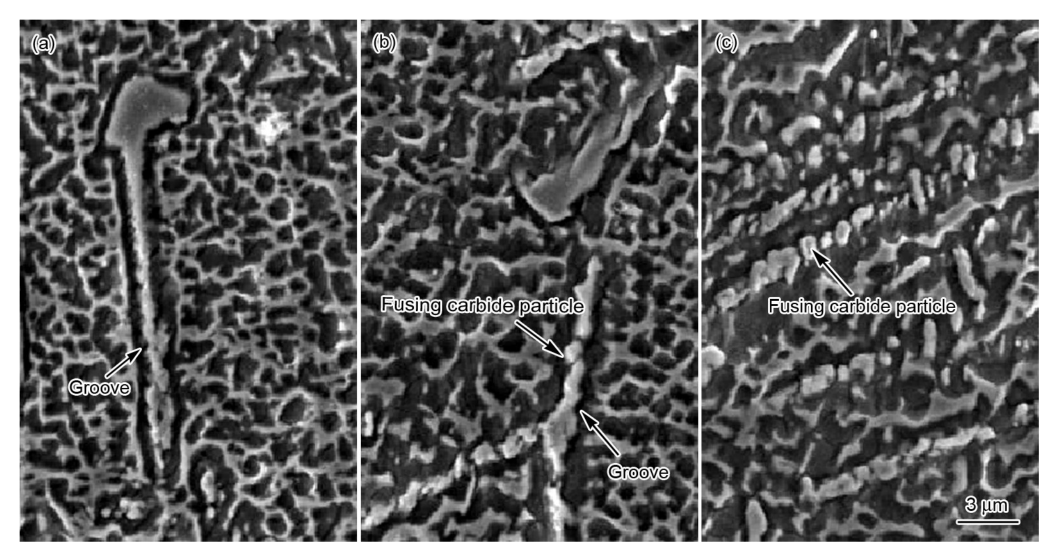


图4 在1000 ℃施加150 MPa应力下, K416B合金中的长条碳化物蠕变不同时间的SEM像

Fig.4 SEM images of strip carbide in K416B superalloy after creep for 5 h (a), 50 h (b) and 154 h (c) under applied stress of 150 MPa at 1000 ℃

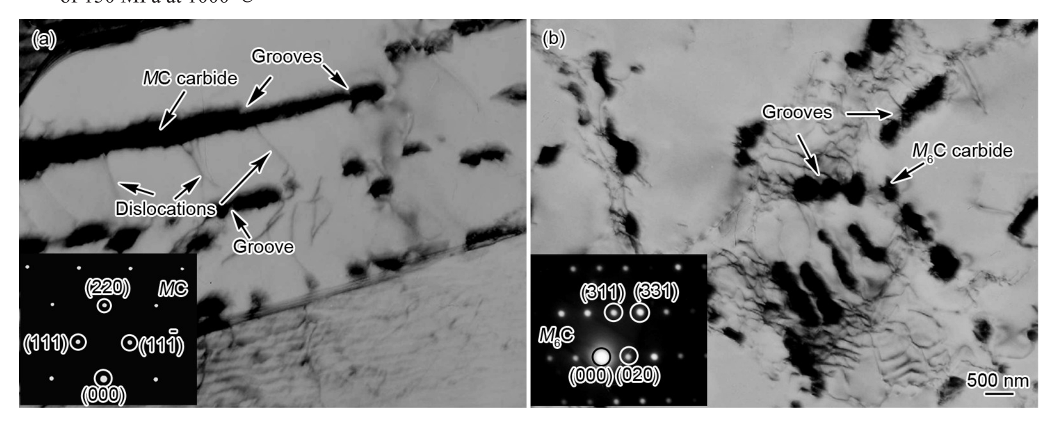


图5 在1000 ℃施加150 MPa应力下, K416B合金中的长条状碳化物蠕变不同时间的TEM像

Fig.5 TEM images of stripe carbide in K416B superalloy during creep for 50 h (a) and 154 h (b) under applied stress of 150 MPa at 1000 ℃ (Insets show the corresponding SAED patterns of carbides)

所示. 经蠕变50 h后, 条状碳化物表面呈现凹凸不平特征, 同时, 有少量滑移位错终止于长条碳化物处, 表明, 长条碳化物可有效阻碍位错运动; 此外, 对该长条状碳化物进行EDS分析, 表明该析出相富含Nb, W, Hf, Ti和C等元素, 其对应的选区衍射(SAED)谱如图5a插图所示, 经标定该条状相为*M*C型碳化物.

图5b为蠕变断裂K416B合金中的长条碳化物熔断后的TEM像. 可清晰观察到, 在碳化物表面可溶解形成明显的沟槽, 并在碳化物沟槽附近存在较多的位错迹线, 同时, 熔断后的碳化物呈颗粒状, 经EDS分析, 该颗粒相富含W, Nb, Cr和C等元素, 其SAED谱如图5b插图所示, 可确定出该颗粒相为M_6C型碳化物. 分析认为, 在高温蠕变期间, 枝晶间处的条状*M*C型碳化物可熔断转变成粒状M_6C型碳化物.

图6为K416B合金在1000 ℃施加150 MPa条件下蠕变154 h断裂后的微观组织形貌. 可以看出, 细小粒状碳化物在基体中位错塞积处及γ/γ'界面处弥散析出, 该细小粒状碳化物的SAED谱如6a插图所示, 经标定该析出相为M_6C型碳化物; 同时, 有较多形变位错在细小碳化物附近发生缠结. 在蠕变断裂合金的另一局部区域, 熔断后的碳化物呈链状分布, 同时, 运动位错在粒状碳化物附近塞积. 表明, 蠕变期间析出的二次细小碳化物和熔断后的粒状碳化物均可有效阻碍位错运动, 提高合金蠕变抗力.

3 分析讨论

3.1 应力诱导细小碳化物析出

在1000 ℃施加150 MPa应力条件下, K416B镍基高温合金在稳态蠕变期间具有较低的应变速率(0.00716 %/h), 随着蠕变进行, 由于γ'相强度大于γ

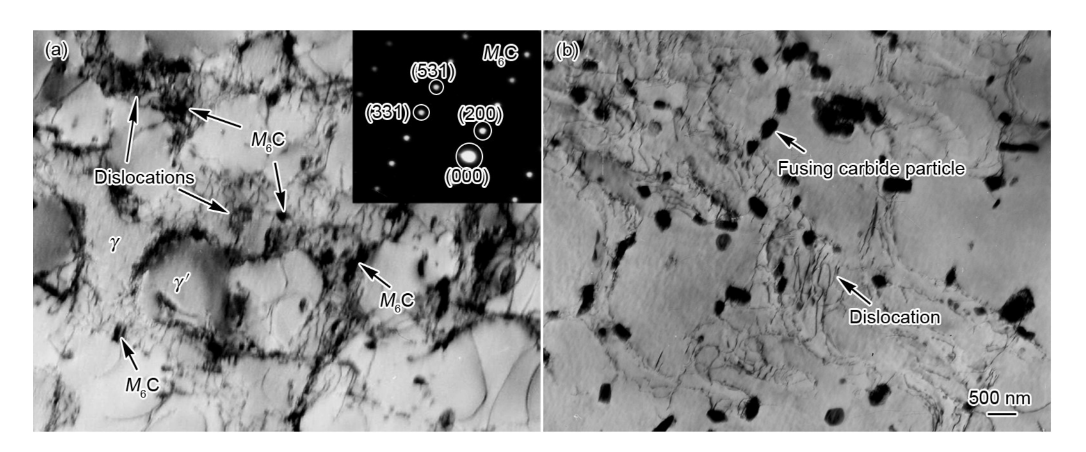


图6 蠕变断裂K416B合金的TEM像

Fig.6 TEM images of K416B superalloy after being crept to fracture (Inset in Fig.6a shows the SAED pattern of the fine carbide)

(a) fine carbide precipitating in the regions of dislocation tangles

(b) carbide hindering the dislocation movement

基体, 基体形变量大于γ'相, 基体中位错数量逐渐增加, 致使基体及界面处产生应力集中, 并存在较大流变应力, 为细小碳化物在基体中析出提供了有利条件, 可促使M_6C相自形变合金中弥散析出(图6a), 这表明, 蠕变期间, 应力诱导可使细小碳化物自基体中析出.

应力诱导细小碳化物自基体中析出, 可应用相平衡热力学理论加以分析. 由于铸态K416B合金中的W含量较高(16.3%), 且合金铸态时基体中无细小碳化物析出(图2a), 即: 基体中的C处于平衡状态, 为M_6C型碳化物析出提供必要条件. 蠕变期间, 合金基体发生塑性变形, 其施加的应力及热变形使C在γ基体的化学位升高, 使其成为浓度过饱和, 加之, 晶体滑移及塑性变形释放出形变热, 可致使γ基体中析出细小M_6C型碳化物, 其中, 施加应力引起C在γ基体中溶解度发生变化的规律, 可根据施加应力对相平衡影响的热力学理论[20]加以分析, 外加应力引起C在γ基体中溶解度变化的规律可由下式表示:

$$\mathrm{d}X_\mathrm{C}^\gamma = \frac{\mathrm{d}P^{M_6\mathrm{C}} \cdot V^{M_6\mathrm{C}}}{(\mathrm{d}^2G^\gamma/\mathrm{d}X_\mathrm{C}^2)\cdot(X_\mathrm{C}^{M_6\mathrm{C}} - X_\mathrm{C}^\gamma)} \tag{1}$$

式中, X_C^γ为溶质C在γ相中溶解的摩尔分数, $X_\mathrm{C}^{M_6\mathrm{C}}$为溶质C在$M_6$C型碳化物中的摩尔分数, $P^{M_6\mathrm{C}}$为施加压力, $V^{M_6\mathrm{C}}$为M_6C碳化物的摩尔体积, G^γ为Gibbs自由能.

由于γ相与MC型碳化物的成分差别较大, ($X_\mathrm{C}^{M_6\mathrm{C}} - X_\mathrm{C}^\gamma$)可视为常数, 将规则溶体模型[21]应用于$\gamma$相, 进行相应的近似处理后, 得出如下方程:

$$\ln\left(\frac{X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}}{{}^\circ X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}}\right) = \frac{P^{M_6\mathrm{C}} \cdot V^{M_6\mathrm{C}}}{R \cdot T \cdot X_\mathrm{C}^{M_6\mathrm{C}}} = \frac{\sigma \cdot V^{M_6\mathrm{C}}}{R \cdot T \cdot X_\mathrm{C}^{M_6\mathrm{C}}} \tag{2}$$

式中, $X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}$和${}^\circ X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}$分别为有无外加应力时溶质C在$\gamma$相中溶解的摩尔分数; σ为外加应力; R为气体常数; T为热力学温度. 由式(2)可知, 外加应力对溶质C在γ相的溶解度有影响. 当合金在蠕变期间施加拉应力时, σ为负值, 此时($\frac{X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}}{{}^\circ X_\mathrm{C}^{\gamma/M_6\mathrm{C}}}$)<1, 表明, 蠕变期间, 施加拉应力可引起溶质C在γ相中溶解度降低. 在外加拉应力的蠕变期间, 随着基体中位错密度增加, 在释放变形热的同时, 引起基体中溶质C在应力集中处偏聚, 加之, C有较小的原子半径, 并具有形成碳化物的热力学活性, 可与W和Cr等强碳化物形成元素结合, 促使溶质C以碳化物的形式在基体或γ/γ'界面处不连续析出.

3.2 条状碳化物演化机理分析

EDS分析表明, 元素Nb, W, Hf和Ti是长条状MC型碳化物主要构成元素, 而熔断形成的M_6C型碳化物富含W, Nb和Cr等元素, 现将促进碳化物析出元素统称为Y元素. 由于MC和M_6C碳化物均具有fcc结构, 在施加应力的高温蠕变期间, 条状MC碳化物可熔断发生蜕变形成二次M_6C相(图5), 其转变反应式[22]可表达为:

$$M\mathrm{C}_{(\mathrm{Strip-like})} + \gamma \rightarrow M_6\mathrm{C}_{(\mathrm{Granular})} + \gamma' \tag{3}$$

条状MC碳化物熔断过程可用平衡热力学理论加以分析. 蠕变期间, 由于条状碳化物可有效阻碍位错运动(图5), 易于产生应力集中, 因此可在其表

面形成附加应力$P^{MC/\gamma}$, 结合式(2), 可求出:

$$X_Y^{\gamma} = {}^{\mathrm{o}}X_Y^{\gamma} \cdot \exp\left(\frac{P^{MC/\gamma} \cdot V^{MC}}{R \cdot T \cdot X_Y^{MC}}\right) \tag{4}$$

式中, X_Y^{MC} 和 X_Y^{γ} 分别为Y元素在MC相和γ相中的摩尔浓度, V^{MC} 为MC碳化物的摩尔体积. 随着蠕变进行, 基体变形程度增加, 在条状MC相表面的附加应力增加, 从而引起Y元素在相邻γ相中浓度提高, 致使MC相中Y元素扩散至γ基体中, 故加速了条状MC相的分解.

蠕变期间, 施加应力对条状MC/γ两相界面产生的附加应力($P^{MC/\gamma}$)对Y元素在MC/γ两相中的平衡浓度有明显的影响, 致使条状MC碳化物表面出现沟槽, 直至熔断球化, 其附加应力对条状MC相熔断球化的影响过程如图7所示. 铸态K416B合金中条状MC相表面光滑, 在施加应力的高温蠕变期间, 在MC/γ两相界面产生了 $P^{MC/\gamma}$ (图7a); 在施加应力的高温蠕变期间, 条状MC相在 $P^{MC/\gamma}$ 作用下分解形成沟槽, 与相邻γ相产生的界面张力如图7b所示. 在沟槽交点处两MC相与γ基体之间的界面张力与$P^{MC/\gamma}$保持瞬间平衡的关系式可表示为:

$$P^{MC/\gamma} = 2 \cdot \sigma_{MC/\gamma} \cdot \cos\frac{\alpha}{2} \tag{5}$$

式中, $\sigma_{MC/\gamma}$ 为MC相分解形成沟槽, 与相邻γ相产生的界面张力; α 为MC相分解形成沟槽的夹角. 随着蠕变进一步进行, 在附加应力的作用下, 沟槽处有Y元素不断从MC相扩散至相邻的γ相中, 使其成为Y元素的高浓度区, 之后Y元素在γ相中由高浓度区向低浓度区扩散, 并有Y元素从γ基体中扩散进入条状MC相, 使条状MC相逐渐蜕变成粒状M_6C相(图7c), 导致沟槽交点处的界面张力失去平衡. 为了维持平衡, 粒状M_6C相的曲面前沿不断溶解, 因此, MC相蜕变球化成M_6C相期间, 其曲面前沿界面张力的关系式应为:

$$P^{MC/\gamma} > \sigma_{MC/\gamma} \cdot \cos\frac{\alpha}{2} \tag{6}$$

由此可以认为, 蠕变期间, 条状MC表面产生的$P^{MC/\gamma}$是使MC相沟槽不断加深及MC相分解的主要因素. 换言之, 在应变能和界面能共同作用下, 发生元素扩散, 使MC相沟槽逐渐加深及厚度增加, 导致两相邻MC相分解蜕变成粒状M_6C相.

3.3 高钨高温合金组织演变特点对其蠕变性能的影响

在施加应力的高温蠕变期间, 细小M_6C碳化物可在应力诱导作用下自基体中位错塞积处和γ/γ'界面处不连续析出, 随着蠕变进行, 细小M_6C析出相的数量逐渐增多(图3), 且析出的细小M_6C碳化物可有效阻碍位错运动(图6a), 其强化效果[23]可表示为:

$$\Delta\tau_s = \eta \cdot \sqrt[k]{f} \cdot \sqrt{r} \tag{7}$$

式中, $\Delta\tau_s$ 为析出细小碳化物的强化效果, r为细小碳化物颗粒平均半径, f为析出细小碳化物的体积分数, η和k为与材料相关的常数. 可以看出, 随着蠕变进行, 细小M_6C碳化物的析出数量增多, 即f增大, 可提高合金的蠕变抗力, 是合金具有低稳态应变速率的主要原因之一.

相关研究[24,25]表明, 在施加应力的蠕变期间, 形变位错易于在合金中的长条状相处发生塞积产生应力集中, 当集中应力高于长条状相与基体的结合强度时, 致使裂纹沿两者界面发生萌生与扩展, 可加速合金发生断裂, 被认为是合金在蠕变期间的薄弱环节. 相比之下, 合金中的粒状相区域不易产生应力

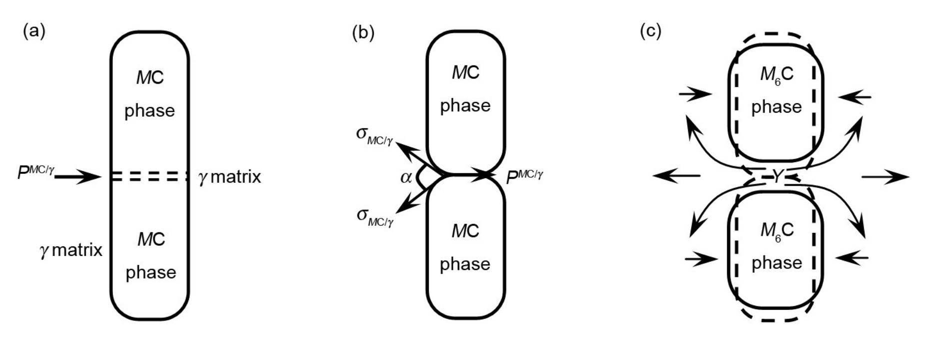


图7　蠕变期间条状MC相熔断示意图

Fig.7 Schematic diagram of MC phase fusing during creep ($P^{MC/\gamma}$—addictive stress on MC/γ interface, $\sigma_{MC/\gamma}$—MC/γ interface stress, α—included angle of the grooves, Y—carbide forming elements)

(a) stripe MC carbide

(b) interfaces tension distribution in the dissolved groove of MC phase

(c) diffusion direction of element Y

集中, 并可起弥散强化作用, 可改善合金强度[26]. 因此, K416B合金中条状*MC*型碳化物在高温蠕变期间熔断形成粒状M_6C碳化物, 有利于缓解蠕变期间产生的应力集中, 改善合金的蠕变强度, 故延长了K416B合金的稳态持续时间.

4 结论

(1) 铸态K416B合金中枝晶间和枝晶干区域的γ'相尺寸不均匀, 且呈不规则分布, 并有条状*MC*碳化物在枝晶间区域呈汉字型分布.

(2) 高温蠕变期间, 细小粒状M_6C碳化物在应力诱导作用下弥散析出. 分析认为, 施加应力可使C元素在γ基体中的溶解度减小, 并偏聚在应力集中处, 与W等碳化物形成元素结合, 促使细小M_6C相自基体和γ/γ'界面处不连续析出.

(3) 在施加应力高温蠕变期间, 条状*MC*碳化物发生粗化并呈凹凸不平特征, 并逐渐溶解蜕变成粒状M_6C相, 其中, 条状*MC*碳化物表面形成的附加应力是促使*MC*相不断分解和发生球化的主要因素.

参考文献

[1] Liu Y, Hu R, Li J S, Kou H C, Li H W, Chang H, Fu H Z. *Mater Sci Eng*, 2009; A508: 141

[2] Kim I S, Choi B G, Hong H U, Do J, Jo C Y. *Mater Sci Eng*, 2014; A593: 55

[3] Zhang G Q. *Acta Metall Sin* (*Engl Lett*), 2005; 18: 55

[4] Yang Y H, Yu J J, Sun X F, Jin T, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Des*, 2012; 36: 699

[5] Tang B, Jiang L, Hu R, Li Q. *Mater Charact*, 2013; 78: 144

[6] Zhen Y R, Xie J Z. *J Aeronaut Mater*, 2009; 29(6): 1
(郑运荣, 谢济洲. 航空材料学报, 2009; 29(6): 1)

[7] Qin X Z, Guo J T, Yuan C, Hou J S, Ye H Q. *Mater Lett*, 2008; 62: 2275

[8] Hou J S, Guo J T, Wu Y X, Zhou L Z, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 1548

[9] Zheng L, Gu C Q, Zeng Q, Hou S E. *J Aeronaut Mater*, 2004; 24(1): 17
(郑 亮, 谷臣清, 曾 强, 侯淑娥. 航空材料学报, 2004; 24(1): 17)

[10] He L Z, Sun X F, Zheng Q, Hou G C, Zhang C Z, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Eng*, 2004; (2): 40
(何立子, 孙晓峰, 郑 启, 侯贵臣, 张承忠, 管恒荣, 胡壮麒. 材料工程, 2004; (2): 40)

[11] Yuan C, Sun X F, Yin F S, Guan H R, Hu Z Q, Zheng Q, Yu Y. *J Mater Sci Technol*, 2001; 17: 425

[12] Bai G H, Li J S, Hu R, Zhang T B, Kou H C, Fu H Z. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 2339

[13] Yang J X, Zheng Q, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Sci Eng*, 2007; A465, 100

[14] Qin X Z, Guo J T, Yuan C, Hou J S, Ye H Q. *Mater Sci Forum*, 2007; 546-549: 1301

[15] Yang J X, Sun Y, Jin T, Sun X F, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2014; 50: 839
(杨金侠, 孙 元, 金 涛, 孙晓峰, 胡壮麒. 金属学报, 2014; 50: 839)

[16] Xiao X, Zeng C, Hou J S, Qin X Z, Guo J T, Zhou L Z. *Acta Metall Sin*, 2014; 50: 1031
(肖 璇, 曾 超, 侯介山, 秦学智, 郭建亭, 周兰章. 金属学报, 2014; 50: 1031)

[17] Wang L, Wang S, Song X, Liu Y, Xu G H. *Int J Fatigue*, 2014; 62: 210

[18] Yang J X, Zheng Q, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Sci Eng*, 2006; A429: 341

[19] Seo S M, Kim I S, Lee J H, Jo C Y, Miyahara H, Ogi K. *J Met Sci Technol*, 2008; 24: 110

[20] Mats H, translated by Lai H Y, Liu G X. *Alloy Diffusion and Thermodynamic*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1984: 103
(Mats H 著, 赖和怡, 刘国勋 译. 合金扩散和热力学. 北京: 冶金工业出版社, 1984: 103)

[21] Mats H, translated by Li Q B, Wang X C. *Diffusion Controlled Reactions in Alloy and Thermodynamic of Alloy*. Shenyang: Liaoning Science and Technology Press, 1984: 204
(Mats H 著, 李清斌, 王晓春 译. 合金中的扩散相变与合金热力学. 沈阳: 辽宁科学技术出版社, 1984: 204)

[22] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 1669

[23] Mao W M, Zhu J C, Li J, Long Y, Fan Q C. *The Structure and Properties of Metallic Materials*. Beijing: Tsinghua University Press, 2008: 186
(毛卫民, 朱景川, 郦 剑, 龙 毅, 范群成. 金属材料结构与性能. 北京: 清华大学出版社, 2008: 186)

[24] Tian S G, Wang M G, Li T, Qian B J, Xie J. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 5444

[25] Xie J, Tian S G, Zhou X M, Yu X F, Wang W X. *Mater Sci Eng*, 2012; A538: 306

[26] He L Z, Zheng Q, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q, Tieu A K, Lu C, Zhu H T. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 2385

(责任编辑:毕淑娟)

